

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 02-022416

(43)Date of publication of application : 25.01.1990

(51)Int.Cl.

C21D 8/02

C22C 38/00

C22C 38/16

C23C 2/06

(21)Application number : 63-173484

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 12.07.1988

(72)Inventor : SHIRASAWA HIDENORI

MIOTANI KAZUO

GUNDA KAZUHIKO

(54) PRODUCTION OF STEEL PLATE FOR AUTOMOBILE SKIRT

(57)Abstract:

PURPOSE: To allow a plated steel plate to combine spot weldability with powdering resistance while using a high-strength starting plate excellent in hole resistance by hot-rolling a steel in which principal components are specified under specific conditions, winding the resulting hot rolled plate, and then applying alloying galvanizing to the above at a specific temp.

CONSTITUTION: A steel having a composition containing, by weight, 0.002-0.01% C, 1.0-2.0% Mn, 0.05-0.15% P, $\leq 0.01\%$ S, and 0.1-0.5% Cu is hot rolled at a hot rolling finishing temp. of Ar3 to 950° C, and hot rolling is completed at $\leq 600^\circ$ C winding temp. Subsequently, alloying galvanizing is applied to the above at a temp. not exceeding 600° C, by which a steel plate for automobile skirt can be obtained. By this method, while using the starting plate having high strength and superior hole resistance, the plated steel plate combining weldability and powdering resistance which are opposite characteristics to the above-mentioned characteristics can be obtained.

⑫ 公開特許公報(A)

平2-22416

⑤ Int. Cl.⁵

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 平成2年(1990)1月25日

C 21 D 8/02
C 22 C 38/00
38/16
C 23 C 2/06

A 7371-4K
3 0 1 W 7047-4K
7179-4K

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全6頁)

⑭ 発明の名称 自動車足回り用鋼板の製造方法

⑮ 特 願 昭63-173484

⑯ 出 願 昭63(1988)7月12日

⑰ 発 明 者 白 沢 秀 則 兵庫県加古郡稲美町中村540-67
⑰ 発 明 者 三 尾 谷 一 夫 大阪府吹田市五月が丘西1B-201
⑰ 発 明 者 郡 田 和 彦 兵庫県神戸市須磨区友が丘4丁目1-37
⑱ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
⑲ 代 理 人 弁理士 中 村 尚

明 細 書

1. 発明の名称

自動車足回り用鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で(以下、同じ)、C:0.002~0.01%、Mn:1.0~2.0%、P:0.05~0.15%、S:0.01%以下及びCu:0.1~0.5%を含有する鋼を、熱延仕上温度が A_r 点以上950℃以下で熱間圧延し、巻取温度を600℃以下で熱間圧延を終了した後、600℃を超えない温度で合金化亜鉛めっきを施すことを特徴とする自動車足回り用鋼板の製造方法。

(2) 前記鋼は、更に、Ca:0.003~0.05%及びCe:0.001~0.05%のうちの1種又は2種を含有する鋼である請求項1に記載の方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、高強度で、加工性、スポット溶接性及び耐食性が要求される自動車足回り部品に用い

られる鋼板の製造に係り、特に、引張強さが40kgf/mm²以上で、加工性とスポット溶接性が良好で且つ耐孔あき性に優れた高強度合金化亜鉛めっき鋼板の製造方法に関するものである。

(従来の技術)

自動車足回り部品には、従来から防錆被覆処理が施されていない、いわゆる熱延鋼板が使用されてきた。この種の鋼板は部品に加工され、塗装により防錆処理が施されているが、部品の継ぎ目や溶接部等では塗料のつきまわりが悪く、必ずしも十分な耐食性が得られていない。

一方、近年、自動車の耐久性向上に対する要求が厳しくなっている。例えば、道路凍結防止剤(塩化ナトリウム、塩化カルシウム等)の散布量の増大、腐食環境の激化等に伴い、自動車の足回りや車体の合わせ目などの孔あき腐食が問題になっている。カナダにおいては、車体腐食に関し、いわゆる“カナダコード”として“10年間孔あきなし”及び“5年間錆発生なし”が目標とされている。

孔あき腐食は、塗料のつきまわりが悪く、かつ水分、塩水、付着物等が溜りやすい箇所(例えば、足回りの溶接継手部、フード、ドアのヘミング部等)に発生しやすく、従来の塗装のみでは必ずしも対処できなくなった。

この点、孔あき腐食の防止策として、めっき層の防食能を強化する方法がある。すなわち、亜鉛目付量を増加する方法、或いはNi等含有によるめっき層自体の防食能を強化する方法である。

しかし、前者の場合は溶接性や加工性(いわゆるパウダーリング)に問題があり、後者の場合は製造が困難になって生産性の低下やコストアップにつながるという問題がある。更には、いずれの方法の場合も、めっき層が傷付いた場合の原板の耐孔あき性が問題になる。

このような観点から、めっき原板自体の耐食性を改善せしめ、薄目付でも優れた耐食性を有する合金化亜鉛めっき鋼板が要望されている。特に、自動車足回り部品用としては高強度化、耐孔あき性のより一層の向上が望まれている。

れ、合金化処理後のパウダーリング発生がなく、点溶接性に優れていることが必要である。

本発明は、このような状況のもとでなされたものであって、自動車足回り用鋼板として、高強度(40 kgf/mm²以上)で耐孔あき性の優れた原板を用い、これとは互いに相反する特性である点溶接性と耐パウダーリング性(パウダーリング発生の少ないこと)を兼ね備えた合金化亜鉛めっき鋼板を製造できる方法を提供することを目的とするものである。

(課題を解決するための手段)

上記問題点を解決すべく、本発明者は、種々の基礎実験の結果から鋼板の基本成分をC、Mn、P及びCuとし、その成分組成と製造条件について詳細な検討を重ねた結果、以下の知見を得た。

① 極低炭素化し、P-Cuの組み合わせにより優れた耐孔あき性が得られる。更にCa、Ceを添加すれば、より効果が大きくなる。

② 極低Cと高Mnの組み合わせで強化することにより、優れた点溶接性が得られる。

このような要請に対し、合金化亜鉛めっき鋼板の高強度化を図る提案として特開昭62-7842号等があるが、めっき原板自体の耐孔あき性に問題がある。一方、めっき原板自体の耐孔あき性の改善に関しては特開昭62-7888号、同62-7889号、同62-7890号等が提案されているが、いずれも高強度を得にくいという問題がある。

更に、従来からある高強度(40 kgf/mm²以上)のP-Cu-Ni系の耐食性鋼板をめっき原板として使用する方法も考えられるが、C量が高いため、必ずしも耐孔あき性改善は期待できず、また点溶接性が悪いという問題がある。そこで、点溶接性改善のためにC量を下げる考えもあるが、これでは結晶粒の粗大化を起こす危険性があり、強度の低下或いは合金化亜鉛めっき鋼板の加工時にめっき層が剥離する、いわゆるパウダーリングが発生し易くなる。

このように、自動車足回り用鋼板としての合金化亜鉛めっき鋼板には、高強度で耐孔あき性に優

③ 極低炭素化すれば結晶粒の粗大化が生じ易いが、製造条件を適切にコントロールすることによって結晶粒の細粒化と整粒化を図ることにより、優れた耐パウダーリング性と点溶接性が得られる。

そこで、このような知見に基づき、更に詳細に化学成分並びに製造条件について検討した結果、ここに本発明をなすに至ったものである。

すなわち、本発明に係る自動車足回り用鋼板の製造方法は、C:0.002~0.01%、Mn:1.0~2.0%、P:0.05~0.15%、S:0.01%以下及びCu:0.1~0.5%を含有し、必要に応じて更に、Ca:0.003~0.05%及びCe:0.01~0.05%のうちの1種又は2種を含有する鋼を、熱延仕上温度をA_{r3}点以上950℃以下で熱間圧延し、巻取温度を600℃以下で熱間圧延を終了した後、600℃を超えない温度で合金化亜鉛めっきを施すことを特徴とするものである。

以下に本発明を更に詳細に説明する。

前述の如く、本発明によれば、高強度で且つ耐

孔あき性、点溶接性、耐パウダーリング性のいずれも兼備した鋼板が得られるが、ここで、特に本発明の骨子の一つである点溶接性、耐パウダーリング性の向上について調査した結果について示す。

まず、点溶接性に関しては、従来から、C量が高くなれば十字引張強度が低下するので、点溶接性の面からC量は0.10以下乃至は0.15%以下にするのが良いとされている。しかし、本発明のように高強度と耐孔あき性を得るために、点溶接性を劣化させる元素であるMnやPをMn:1.0~2.0%、P:0.05~0.15%まで高めた場合には、第1図に示すように、Cの許容限を0.01%まで下げてやる必要がある。なお、第1図はMn:1.06~1.89%、P:0.053~0.12%で目付量45/45g/m²、厚さ2.3mmの合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合である。

この理由としては明確ではないが、Pは粒界へ偏析する元素であって粒界へのPの偏析が多くなったこと、Mnが増加したために溶着部がマルテンサイト化し易くなったこと、そのためC量を

つ細かくコントロールでき、本発明鋼の場合、FGCで8.7~10.5になっている。結晶粒と耐パウダーリング性については、溶融亜鉛めっきの合金化は粒界を核にして進むので、結晶粒を細かくすれば合金化の核が増え、均一な合金層が得られる。その結果、耐パウダーリング性が向上したものと考えられる。

次に本発明における化学成分の限定理由について示す。

C:

Cは加工性や耐食性、特に耐孔あき性の面から低い方が好ましく、更に、本発明の特徴であるMn、Pなどを高くした場合での点溶接性向上の面から、その上限を0.01%とする。また、低すぎると溶接部の強度が低下するため、下限は0.002%とする。

Mn:

Mnは本発明で重要な元素であり、固溶強化により鋼板の高強度を得ると共に、鋼のA_{r1}点を下げ、オーステナイト未再結晶域圧延において結晶

0.01%以下まで下げなければ十字引張強度を上げることはできないと考えられる。しかし、Cが0.001%まで低くなると溶着部の強度が低下するため、十字引張強度が下がる。

次に、耐パウダーリング性の向上について調査した結果を示す。第2図は所定の鋼(後述の第1表中の鋼A)についての熱延条件と耐パウダーリング性について示したものである。なお、パウダーリングランクは、60°V曲げ後のテープ剥離により5段階で評価し、ランク1、2の場合をO、3以上の場合をXとした。またA_{r1}点は加工フォーマスターによる判定結果である。

第2図より、熱間圧延の仕上温度をA_{r1}点以上950℃以下、巻取温度を600℃以下にしていれば、良好な耐パウダーリング性が得られていることがわかる。

本発明鋼は、極低炭素鋼であるため、結晶粒の粗大化が起こり易い。そこで、オーステナイト未再結晶域圧延による細粒化及び600℃以下での巻取による粒成長抑制により、結晶粒度を整粒且

粒の細粒化を図るのに不可欠である。この効果を得るには1.0%以上が必要であるが、多量の添加は加工性、点溶接性の劣化、更にはコストアップにつながるので、上限を2.0%とする。

P:

Pは極低炭素鋼において後述するCuとの共存により耐孔あき性改善に有効な元素であり、錯を非晶質化し緻密な保護皮膜をつくる効果がある。しかし一方では、点溶接性や亜鉛めっきの合金化、加工脆化の点で問題もあるため、その範囲を0.05~0.15%とする。

S:

SはFeS、MnSとなり、孔食の起点をつくる元素であるため、0.01%以下とする。

Cu:

CuはPとの共存により耐孔あき性改善に有効である。特に鉄と錯の界面付近に濃縮し、孔食の進行を抑制する効果がある。そのためには0.1%以上が必要であるが、鋼の脆化やコスト上昇の面から、上限を0.5%とする。

以上の各成分は本発明の規制すべき必須成分であるが、以下に示すCaやCeは、必要に応じて1種又は2種を適量で添加することができる。すなわち、Ca及びCeはSと結合して不溶なCaS、CeSとなり、孔食の起点となる有害なFeS、MnSの生成を抑制し、耐孔あき性を更に向上する効果がある。そのためには、Ca:0.003~0.05%及びCe:0.001~0.05%の範囲で含有せしめる。

次に、本発明における製造条件について述べる。

上記化学成分を有する鋼は、常法により造塊又は連铸した後、仕上温度を A_r 点以上950℃以下の温度で熱間圧延を終了し、600℃以下の温度で巻取る。これは、オーステナイト未再結晶域で熱間圧延を終了することにより結晶粒の細粒化且つ整粒化を図り、600℃以下で巻取ることにより結晶粒の成長を抑制するためである。

次いで実施する亜鉛めっき合金化処理においても、焼鈍炉温度及び合金化温度とも600℃を超えないようにし、結晶粒を細粒且つ整粒にコント

ロールする。これにより、合金化亜鉛めっき鋼板の優れた点溶接性と耐パウダリング性が確保される。

(実施例)

次に本発明の実施例を示す。

実施例 1

第1表に示す化学成分を有する鋼を常法により溶製、造塊した。同表中、鋼A~Eは本発明範囲内のものである。

次いで、各鋼を仕上温度880~920℃、巻取温度550℃で2.3mm厚に熱間圧延した後、600℃を超えない温度で45g/m²目付の合金化溶融亜鉛めっきを施した。

引張強度、点溶接十字引張強度並びにサイクルテストによる最大浸食深さについて調査した結果を第2表に示す。

なお、サイクルテストは塩水噴霧、乾燥、湿潤、冷却の繰り返しにより行い、1サイクル/日、90サイクル後の最大浸食深さの割合(但し、鋼Fの場合を100とする相対値)で表わした。

る。

【以下余白】

第2表より、本発明鋼A~Eはいずれも高強度(40kgf/mm²以上)で耐孔あき性に優れ、しかも点溶接性が優れていることがわかる。しかし、比較鋼Fは耐孔あき性が劣り、比較鋼Gは十字引張強度と共に耐孔あき性が劣り、比較鋼Hは引張強度及び十字引張強度が問題である。

実施例 2

第1表に示した本発明範囲の化学成分を有する鋼Aを用いて、第3表に示す条件のもとで熱間圧延、合金化溶融亜鉛めっきを行った。

各鋼板について、引張強度、十字引張強度、パウダリングランク並びに最大浸食深さを調査した結果を第3表に併記する。

第3表から明らかなように、本発明鋼(A2、A6、A7)はいずれもパウダリング発生がなく、高強度で且つ優れた点溶接性と耐孔あき性を有している。

これに対し、熱延仕上温度又は巻取温度のいずれかが高い比較鋼A1、A5やめっき温度が高い比較鋼A3、A4は耐パウダリング性が劣ってい

第 1 表 化学成分 (wt%)

| 供試鋼 | C | Si | Mn | P | S | Al | Cu | Ce | Ca | 備 考 |
|-----|-------|------|------|-------|-------|-------|------|-------|-------|--------|
| A | 0.004 | 0.27 | 1.25 | 0.087 | 0.003 | 0.027 | 0.33 | — | — | 本発明範囲内 |
| B | 0.008 | 0.50 | 1.87 | 0.056 | 0.005 | 0.036 | 0.47 | — | — | |
| C | 0.006 | 0.30 | 1.31 | 0.055 | 0.004 | 0.031 | 0.31 | 0.003 | — | |
| D | 0.005 | 0.31 | 1.24 | 0.062 | 0.002 | 0.029 | 0.25 | — | 0.006 | |
| E | 0.004 | 0.29 | 1.28 | 0.058 | 0.003 | 0.026 | 0.15 | 0.002 | 0.005 | |
| F | 0.12 | 0.01 | 0.87 | 0.011 | 0.009 | 0.029 | 0.01 | — | — | |
| G | 0.08 | 0.15 | 1.15 | 0.081 | 0.005 | 0.032 | 0.32 | — | — | " 外 |
| H | 0.001 | 0.02 | 0.31 | 0.072 | 0.003 | 0.025 | 0.35 | — | — | |

第 2 表

| 供試鋼 | 機械的性質 | 点溶接性 | 耐孔あき性 | 備 考 |
|-----|---------------------------|-------------------|--------|------|
| | TS (kgf/mm ²) | 十字引張強度 (kgf/spot) | 最大浸食深さ | |
| A | 44.8 | 2165 | 59 | 本発明鋼 |
| B | 47.6 | 2454 | 61 | " |
| C | 43.6 | 1989 | 47 | " |
| D | 42.9 | 2038 | 51 | " |
| E | 44.1 | 2117 | 55 | " |
| F | 45.6 | 1996 | 100 | 比較鋼 |
| G | 49.6 | 1154 | 72 | " |
| H | 30.4 | 987 | 51 | " |

(注) 供試鋼記号は第1表中の供試鋼記号に対応している。

第 3 表

| 供試鋼 | 熱延条件 | | めっき条件 | | 機械的性質 | 点溶接性 | 耐パウダリング性 | 耐孔あき性 | 備考 |
|-----|----------|---------|-----------|---------|---------------------------|-------------------|----------|--------|------|
| | FDT (°C) | CT (°C) | Tmax (°C) | Ta (°C) | TS (kgf/mm ²) | 十字引張強度 (kgf/spot) | ランク | 最大浸食深さ | |
| A1 | 1000 | 550 | 570 | 580 | 42.4 | 2017 | x | 51 | 比較鋼 |
| A2 | 900 | 550 | 570 | 580 | 44.8 | 2165 | ○ | 59 | 本発明鋼 |
| A3 | 900 | 550 | 650 | 580 | 45.2 | 2086 | x | 55 | 比較鋼 |
| A4 | 900 | 550 | 570 | 630 | 44.7 | 2135 | x | 62 | " |
| A5 | 900 | 650 | 570 | 550 | 41.1 | 2188 | x | 56 | " |
| A6 | 930 | 480 | 550 | 550 | 43.6 | 2114 | ○ | 50 | 本発明鋼 |
| A7 | 850 | 580 | 570 | 580 | 47.3 | 2316 | ○ | 57 | " |

(注1) 供試鋼は第1表中の供試鋼Aである。

(注2) 浸食深さは第2表中の鋼Fの場合を100としたときの割合である。

(注3) FDT: 仕上げ温度、CT: 巻取温度

Tmax: 焼鈍炉温度、Ta: 合金化温度

(注4) 耐パウダリング性の評価: ○ (ランク2以下)

x (ランク3以上)

(発明の効果)

以上詳述したように、本発明によれば、自動車足回り部品用に高強度(40 kgf/mm²以上)で耐孔あき性の優れた原板を用いても、適切な化学成分の調整と製造条件のコントロールを組み合わせたので、パウダリング発生がなく、良好な点溶接性を有する合金化亜鉛めっき鋼板を製造することができる。

なお、本発明による鋼板は自動車足回り部品用に好適であるが、今後、腐食環境の激化に伴い、土木や建築の鋼構造物への適用も可能である。

4. 図面の簡単な説明

第1図は高Mn、高P含有の合金化溶融亜鉛めっき鋼板におけるC含有量と点溶接十字引張強度(点溶接性)の関係を示した図。

第2図は熱延条件(仕上温度、巻取温度)とパウダリング発生の関係を示した図である。

特許出願人 株式会社神戸製鋼所
代理人 弁理士 中 村 尚

